

# COMPORTAMENTO SUPERPLASTICO DELLA LEGA DI MAGNESIO AZ31 PRODOTTA MEDIANTE “TWIN ROLL CASTING”

L. Ceschini, L. Balloni, I. Boromei, M. El Mehtedi, A. Morri

*Le leghe di Magnesio hanno grandi potenzialità come materiali strutturali, soprattutto per applicazioni nel settore dei trasporti, per il loro basso peso specifico. La scarsa deformabilità a temperatura ambiente ne limita, tuttavia, l'impiego a componenti ottenuti prevalentemente per fusione. Studi recenti hanno evidenziato la possibilità di avere superplasticità in alcune leghe di magnesio, che sarebbero quindi utilizzabili in processi di formatura, per la produzione di componenti near-net-shape di forma complessa. È noto, tuttavia, che il comportamento superplastico è tipicamente rilevabile solo in materiali a microstruttura controllata (grano fine e stabile nel corso della deformazione), quando deformati a temperature e con velocità di deformazione opportune. In questo lavoro sono presentati i risultati di prove di trazione in regime di superplasticità, effettuate sulla lega di magnesio AZ31, prodotta mediante Twin Roll Casting (un processo di colata continua diretta all'interno di due cilindri controrotanti e raffreddati ad acqua) e successivamente laminata a caldo. Il materiale così trattato ha presentato un comportamento superplastico a temperature comprese tra 400 e 420 °C, con un valore massimo dell'allungamento a rottura del 370% a 400 °C e con velocità di deformazione di  $1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Tali valori sono correlabili alla favorevole microstruttura a grani fini ed equiassici, che favorisce la deformazione controllata dal meccanismo di scorrimento a bordo grano (GBS), come confermato da analisi metallografiche e frattografiche condotte sui campioni deformati.*

PAROLE CHIAVE: superplasticità, magnesio e leghe, Twin Roll Casting, deformazioni plastiche, laminazione

## INTRODUZIONE

Il magnesio è, in pratica, il metallo più leggero ( $1,8 \text{ Mg/m}^3$ ) correntemente utilizzato in applicazioni strutturali. I componenti realizzati in lega di magnesio trovano svariate applicazioni nelle industrie aerospaziali, automobilistiche ed elettroniche, grazie alla bassa densità ed all'elevata resistenza specifica [1]. Le leghe di magnesio hanno densità confrontabile con quella dei polimeri [2]; buona lavorabilità alle macchine utensili ed eccellente riciclabilità [3]; bassi costi per quanto attiene la gestione dei processi di fonderia [4]; elevata capacità di assorbire vibrazioni acustiche ed energia in genere, comunque superiore a quella dell'alluminio.

È ben noto, tuttavia, che il magnesio ha una ridotta duttilità a temperatura ambiente, in conseguenza della struttura cristalli-

na esagonale compatta, caratterizzata da un numero limitato di sistemi di scorrimento [5]. La maggior parte dei componenti in magnesio, per questo motivo, è realizzata con processi fusori, soprattutto di pressofusione. La deformabilità delle leghe di magnesio aumenta con la temperatura e, in anni recenti, sono stati condotti molti studi inerenti alla deformazione a caldo, anche nell'ambito della formatura superplastica (SuperPlastic Forming, SPF) [6-26]. Questa tecnologia, già largamente utilizzata per la formatura di leghe di alluminio e di titanio, può condurre alla produzione di componenti net-shape di forma complessa, con una significativa riduzione dei pesi (fino al 50%), nonché dei costi (fino al 40%) dei pezzi finiti. In aggiunta, le proprietà meccaniche dei componenti ottenuti mediante SPF possono essere superiori a quelle dei medesimi prodotti per fusione. È noto, tuttavia, che il limite principale di questa tecnologia è che la superplasticità può essere osservata soltanto in materiali a grani fini (tipicamente inferiore a  $10 \mu\text{m}$ ) ed equiassici, quando deformati in condizioni opportune di temperatura ( $T \leq 0.3 + 0.4T_m$ , con  $T_m$  temperatura di fusione in K) e velocità di deformazione (tipicamente nell'intervallo  $10^{-3} - 10^3 \text{ s}^{-1}$ ). Dal punto di vista microstrutturale è

L. Ceschini, I. Boromei, A. Morri

Dip. di Scienza dei Metalli, Elettrochimica e Tecniche Chimiche,  
Università di Bologna

L. Balloni, M. El Mehtedi

Dip. di Meccanica, Università Politecnica delle Marche, Ancona

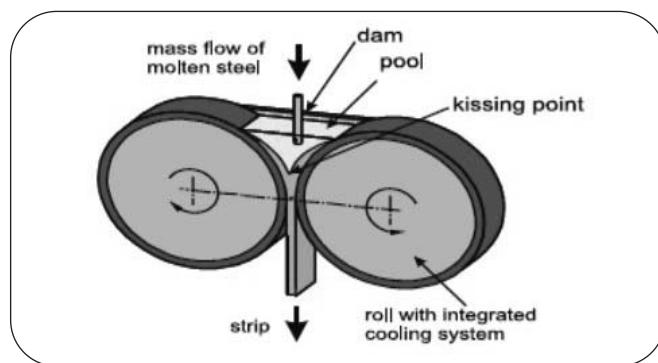
quindi essenziale, in primo luogo, ottenere un buon affinamento dei grani ed, inoltre, garantire la stabilità microstrutturale nel corso della deformazione superplastica, condotta ad alta temperatura e per lunghi tempi di deformazione.

La maggior parte degli studi inerenti al comportamento superplastico di leghe di Mg [7-17] è stata effettuata sulle leghe: AZ31, AZ61, AZ91, ZK60. Sono state adottate varie metodologie di affinamento dei grani, quali: metallurgia delle polveri (PM) [14-15], solidificazione rapida [7], metodo Vortex (soprattutto nel caso dei compositi) [16], Equal Channel Angular Extrusion e Pressing (ECAE - ECAP) [9], torsione ad alta pressione (HPT) [24], laminazione a caldo [25]. È stato evidenziato come la presenza di grani molto fini, quali possono essere indotti con tecniche di metallurgia delle polveri o a seguito di deformazioni plastiche severe, possa indurre superplasticità ad elevata velocità di deformazione (High Strain Rate Superplasticity, HSRs), ossia a velocità maggiori di  $10^2 \text{ s}^{-1}$ . Le tecniche ECAE/ECAE hanno, tuttavia il limite principale delle ridotte quantità di produzione. Risulta, pertanto, di grande interesse lo studio del possibile comportamento superplastico di lamiere di magnesio, che amplierebbe in modo significativo i possibili settori di applicazione di queste leghe. In questo lavoro sono presentati i risultati di studi effettuati sulla lega di magnesio AZ31 prodotta mediante Twin Roll Casting (TRC) [27-31] e successivamente laminata a caldo, al fine di indurre nella stessa un comportamento superplastico. La caratterizzazione della lega, in regime di superplasticità, è stata effettuata mediante prove di trazione a diverse temperature e con velocità di deformazione pari a  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ .

## MATERIALE E PROCEDURA SPERIMENTALE

La lega di magnesio AZ31 utilizzata nella sperimentazione è stata prodotta dalla Hydro (Norvegia), mediante Twin Roll Casting, una tecnica di colata continua diretta all'interno di due cilindri controrrotanti e raffreddati ad acqua (Fig. 1), che consente la produzione di nastri di spessore 5 mm e larghezza fino a 410 mm, con velocità di colata da 1,4 m/min, fino a 2,1 m/min [32-34]. La composizione chimica nominale della lega è riportata in Tab. 1, mentre alcune proprietà fisiche e meccaniche sono indicate in Tab. 2.

Dopo TRC, la lega è stata laminata a caldo con un laminatoio reversibile da laboratorio (diametro dei rulli pari a 55 mm, velocità degli stessi di 18 giri/min), in più passate, applicando un tasso di laminazione totale del 60% (Tab. 3). Le laminazio-



▲  
Fig. 1

**Schema del processo Twin Roll Casting.**

Schematic representation of Twin Roll Casting process.

ni sono state effettuate sui lamierini TRC di spessore iniziale pari a 5 mm (larghezza 23 mm e lunghezza 62 mm), tenuti in forno per 2 ore ad una temperatura iniziale di 400 °C. Si è, in seguito, diminuita la temperatura del forno fino a 350 °C e quindi si è effettuata la laminazione, con ricotture intermedie di 3 minuti circa dopo ogni 2 passate, fino all'ottenimento di

L (mm)	ΔL (mm)	ε
5.0	0.5	0.11
4.5	0.4	0.09
4.1	0.3	0.08
3.8	0.3	0.08
3.5	0.3	0.09
3.2	0.3	0.01
2.9	0.2	0.07
2.7	0.2	
TOTALE		0.62

▲  
Tab. 3

**Riepilogo dei passi di laminazione applicati alla lega AZ31-Twin Roll Casted.**

Rolling steps applied to the Twin Roll Casted AZ31 alloy.

Al	Zn	Cu	Ca	Mn	Si	Fe	Ni
3	1	0.05	0.04	0.02	0.01	0.005	0.005

▲  
Tab. 1

**Composizione chimica nominale (% in peso) della lega di magnesio AZ31 [35].**

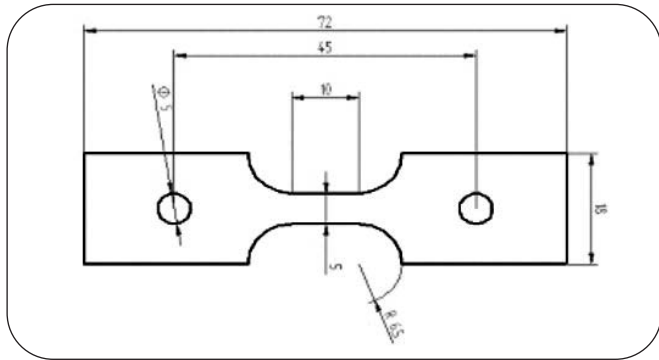
Chemical composition (wt.%) of the AZ31 magnesium alloy [35].

Rm MPa	R <sub>p0.2</sub> MPa	A %	E GPa	ν	ρ g/cm <sup>3</sup>	CTE, 20°C μm/m°C	Cond. Termica W/m°C
290	220	15	45	0.35	1.77	16.8	96

▲  
Tab. 2

**Proprietà meccaniche e fisiche della lega AZ31 [35].**

Mechanical and physical properties of the AZ31 alloy [35].



**Fig. 2**  
**Geometria del provino utilizzato per le prove di superplasticità (dimensioni in mm).**  
 Shape and dimensions (mm) of the specimen used for the superplastic tensile tests.

lamierini di spessore 2,7 mm, successivamente temprati in acqua.

La caratterizzazione microstrutturale del materiale è stata effettuata con tecniche di microscopia ottica (OM) ed analisi di immagine (con software Image Pro-Plus), prima e dopo la deformazione superplastica. I campioni sono stati preparati con tecniche usuali di preparazione metallografica, utilizzando una macchina lucidatrice automatica, in accordo alla norma ASTM E3. I campioni metallografici sono stati attaccati chimicamente in accordo alla normativa ASTM E407, con un reattivo tipico per leghe di magnesio diluite (Al-Zn<5%) costituito da: 20 mL di acido acetico, 20 mL di acqua distillata, 3 g di acido picrico, 50 mL etanolo al 95%. I provini metallografici sono stati immersi per circa 5 secondi nella soluzione reattiva, successivamente lavati con etanolo al 95%, quindi asciugati in flusso di aria calda.

Le prove di superplasticità sulla lega AZ31 sono state condotte in regime di trazione monoassiale, a temperature variabili tra 290 e 440 °C e con velocità di deformazione iniziale pari a  $10^{-3} s^{-1}$ . Sono stati utilizzati provini piatti, aventi la geometria di Fig. 2, ricavati dai laminati con asse di trazione parallelo alla direzione di laminazione, ed aventi dimensioni del tratto utile di 10x5x2,7 mm.

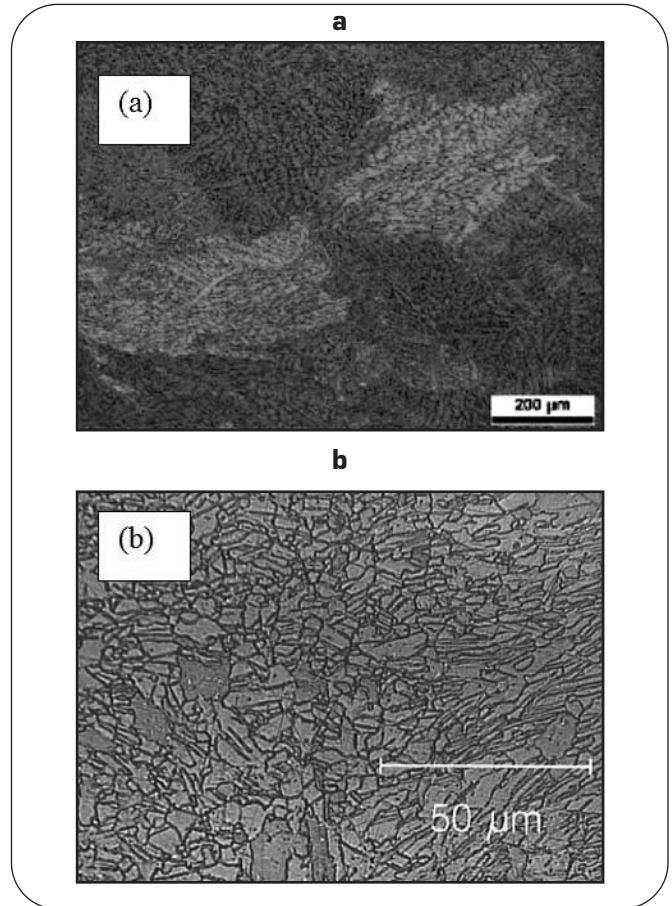
Allo scopo di studiare i meccanismi di deformazione attivi in regime di superplasticità, al termine delle prove sono state studiate le superfici di frattura, mediante microscopia elettronica in scansione (SEM). Sono state, inoltre, effettuate analisi in microscopia ottica dei campioni deformati, in zone del tratto utile e degli afferraggi, allo scopo di evidenziare eventuali fenomeni di ingrossamento del grano e/o cavitazione, indotti dalla deformazione ad alta temperatura.

**RISULTATI E DISCUSSIONE**

**Caratterizzazione microstrutturale del materiale prima della deformazione superplastica**

È stata effettuata la caratterizzazione microstrutturale del materiale, sia come prodotto mediante Twin Roll Casting, che dopo successiva laminazione [32]. La microstruttura della lega dopo TRC consiste di grani fase  $\alpha$ -primaria (ricca di Mg) e di  $Mg_{17}Al_{12}$  eutettico, con dimensioni medie di circa 800  $\mu m$ , vicino agli spigoli, e circa 1000  $\mu m$  al centro, mentre la dimensione della cella dendritica varia tra 6 e 7  $\mu m$  (Fig. 3-a).

Dopo i vari passi di laminazione e ricottura, si è osservata una



**Fig. 3**  
**Microstruttura della lega AZ31 dopo Twin Roll Casting [32] (a) e dopo successiva laminazione (b).**  
 Microstructure of the AZ31 alloy after Twin Roll Casting [32] (a) and after following rolling (b).

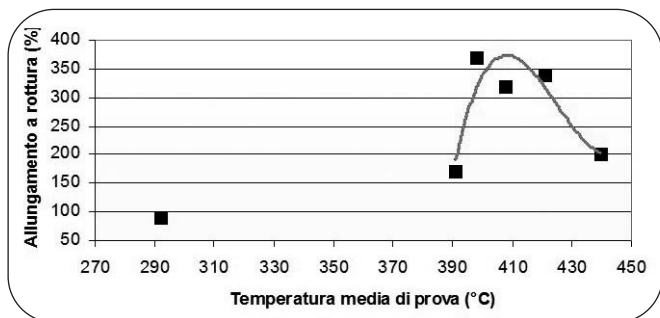
ricristallizzazione della lega, con un notevole affinamento dei grani, anche se è evidente una direzionalità degli stessi nella direzione di deformazione plastica (Fig. 3 b).

**Prove di superplasticità**

In Tab. 4 sono sintetizzate le condizioni operative secondo cui sono state effettuate le prove di superplasticità ed i risultati

Prova	Velocità di deformazione $s^{-1}$	T media prova $^{\circ}C$	Durata prova min	Allungamento a rottura %
1	$1 \cdot 10^{-3} s^{-1}$	290	20	90
6	"	390	57	170
2	"	400	100	370
4	"	410	90	320
3	"	420	96	340
7	"	440	66	200

**Tab. 4**  
**Sintesi delle condizioni di prova e dei risultati ottenuti.**  
 Testing conditions and results of the superplastic tensile tests.



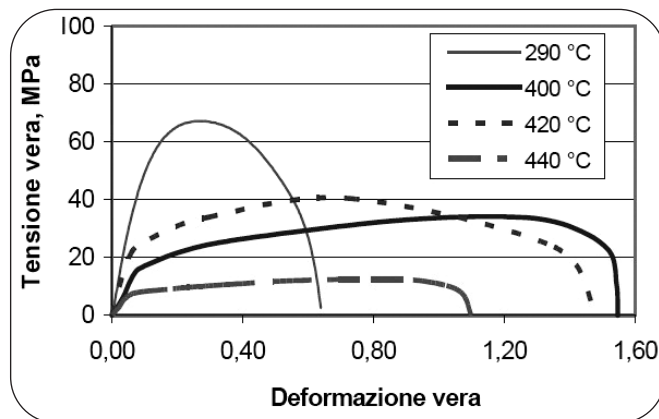
**Fig. 4** Andamento degli allungamenti a rottura in funzione delle temperature di prova (velocità di deformazione  $1 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ ). Elongation to failure as a function of the testing temperature (strain rate of  $1 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ ).



**Fig. 5** Immagine dei provini in lega AZ31 dopo le prove di trazione in regime di superplasticità. Specimens of the AZ31 alloy after the superplastic tensile tests.

ottenuti, in termini di allungamento a rottura. I campioni sono stati mantenuti per 10 minuti alla temperatura di prova, prima di iniziare la deformazione; tutte le prove sono state condotte ad una velocità di deformazione di  $1 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ , a causa del numero limitato di campioni disponibili. La dipendenza degli allungamenti a rottura dalla temperatura di prova, a velocità di deformazione costante e pari  $1 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ , è mostrata in Fig. 4, mentre in Fig. 5 sono riportate le immagini dei provini deformati.

La lega AZ31 ha presentato allungamenti a rottura sempre  $\geq 300\%$  per temperature di prova comprese tra 400 e 420 °C, con un massimo pari al 370% alla temperatura di 400 °C. A temperature sia superiori che inferiori a tale intervallo, si è invece rilevata una sostanziale riduzione della duttilità, con un valore minimo dell'allungamento a rottura pari a circa il



**Fig. 6** Curve di flusso della lega AZ31 deformata in regime di superplasticità a diverse temperature e con velocità di deformazione di  $1 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ . Flow curves of the AZ31 alloy tested at different temperatures and with a strain rate of  $1 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ .

90% a 290 °C.

L'effetto della temperatura di prova sulle curve di flusso (tensione vera - deformazione vera) di campioni deformati alla stessa velocità di deformazione, sono riportate in Fig. 6. È evidente che alla temperatura di 290 °C la tensione di flusso diminuisce bruscamente dopo il raggiungimento del carico massimo e si perviene rapidamente a frattura con allungamenti modesti (90%). La curva di flusso relativa al campione deformato a 400 °C mostra invece un ampio intervallo di stabilità, caratteristico di un comportamento superplastico, che conduce al maggiore allungamento a rottura (370%). Un tale andamento può essere correlato ad un'elevata resistenza del materiale alla strizione localizzata (come evidente dall'immagine, in Fig. 5, del campione deformato in queste condizioni) e quindi ad un elevato valore dell'indice  $m$  dell'equazione costitutiva in regime di superplasticità ( $\sigma = k \cdot \epsilon^m$ ). Il numero limitato di provini non ha consentito di effettuare prove atte a determinare l'indice  $m$ , ma i valori degli allungamenti a rottura rilevati nell'intervallo tra 400 e 420 °C, nonché la forma delle curve di flusso, caratterizzate da un ampio intervallo di stabilità dopo il carico massimo, fanno ipotizzare che esso assuma, in tale intervallo, valori superiori a 0,3. Dati di letteratura sullo stesso materiale e con dimensione dei grani confrontabili [36] forniscono, infatti, a 400 °C e alla velocità di deformazione considerata, un valore dell'indice  $m$  compreso tra 0,45 e 0,6, indicando che lo scorrimento a bordo grano è il meccanismo prevalente di deformazione.

### Caratterizzazione microstrutturale del materiale dopo deformazione superplastica

Al termine delle prove di trazione in regime di superplasticità, i campioni sono stati temprati in acqua, per la successiva caratterizzazione microstrutturale. I provini sono stati analizzati in sezione longitudinale, allo scopo di valutare eventuali fenomeni sia di ingrossamento dei grani che di cavitazione. Le analisi metallografiche sono state condotte su tre campioni ritenuti maggiormente rappresentativi delle condizioni di prova considerate e cioè: quelli deformati alla temperatura minore (290 °C) e maggiore (440 °C), oltre a quello che ha presentato la massima deformazione a rottura (a 400 °C).

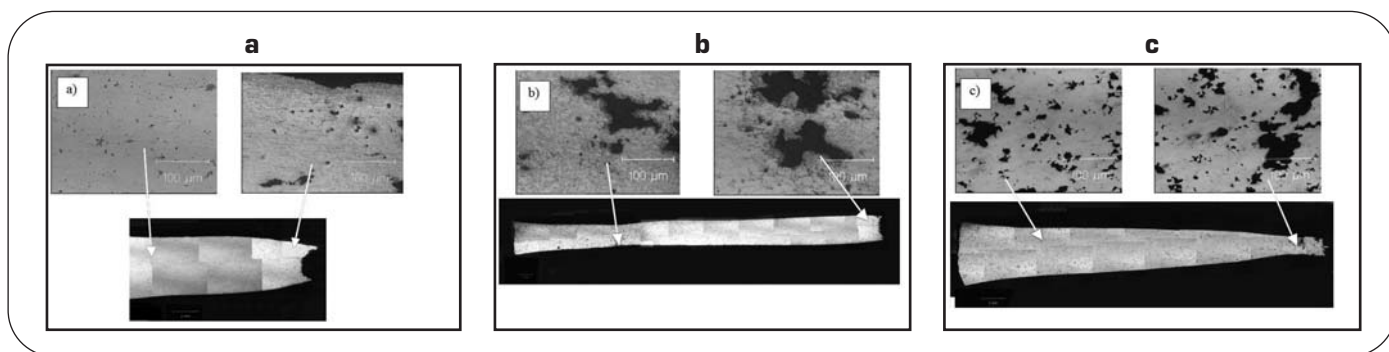


Fig. 7

Micrografie ottiche del tratto utile e dettagli della cavitazione, per i campioni deformati a: 290 °C (a), 400 °C (b) e 440 °C (c).  
Cavitation and appearance of the gauge length of the samples tested at: 290 °C (a), 400 °C (b) e 440 °C (c).

Per una valutazione dei processi di cavitazione, eventualmente indotti dalla deformazione, è stata effettuata una fotocomposizione delle micrografie ottiche relative al tratto utile. Queste immagini, riportate nella Fig. 7 (a-c), mostrano come il fenomeno della cavitazione diventi sempre più importante all'aumentare della temperatura di prova.

Al fine di valutare gli effetti della deformazione ad alta temperatura sulla dimensione dei grani, si sono analizzate zone dei provini, sia in corrispondenza del tratto utile, che degli afferraggi in zone esterne a quelle di applicazione del carico e, quindi, indeformate. Avvalendosi di tecniche di analisi di immagine, condotta con il software Image Pro-Plus, è stata effettuata una stima della dimensione media dei grani, secondo

ASTM E112, sulle sezioni longitudinali dei provini deformati.

A tutte le temperature di prova, il materiale ha presentato una struttura a grani ricristallizzati ed equiassici, con dimensioni dipendenti sia dalla temperatura che dal tempo di permanenza alla stessa, ovviamente correlato alla durata della prova e quindi al massimo allungamento rilevato. Alcune micrografie rappresentative, relative al campione deformato a 400 °C, sono riportate in Fig. 8. È stata osservata una tendenza all'ingrossamento dei grani nei campioni sottoposti alle prove di superplasticità (fino a circa 20 µm), rispetto al materiale base (circa 5 µm). Si è rilevata anche una tendenza all'ingrossamento dei grani nella zona del tratto utile, rispetto a

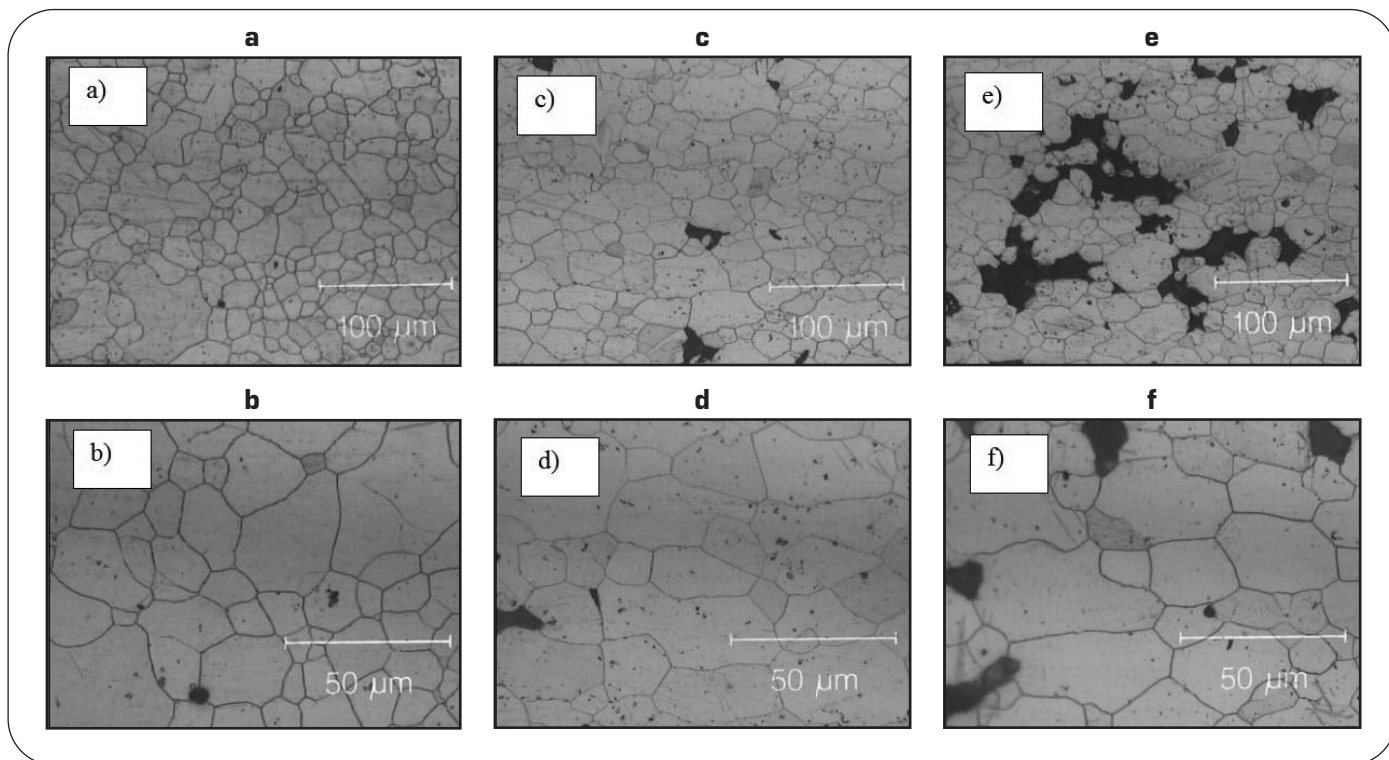


Fig. 8

Micrografie ottiche del campione deformato a 400 °C, relativamente a zone prelevate dall'afferraggio (a-b), e da porzioni del tratto utile sempre più vicine alla superficie di frattura (c-f).

Optical micrographs of the sample tested at 400 °C: grip zone (a-b) and gauge zone (c-f).

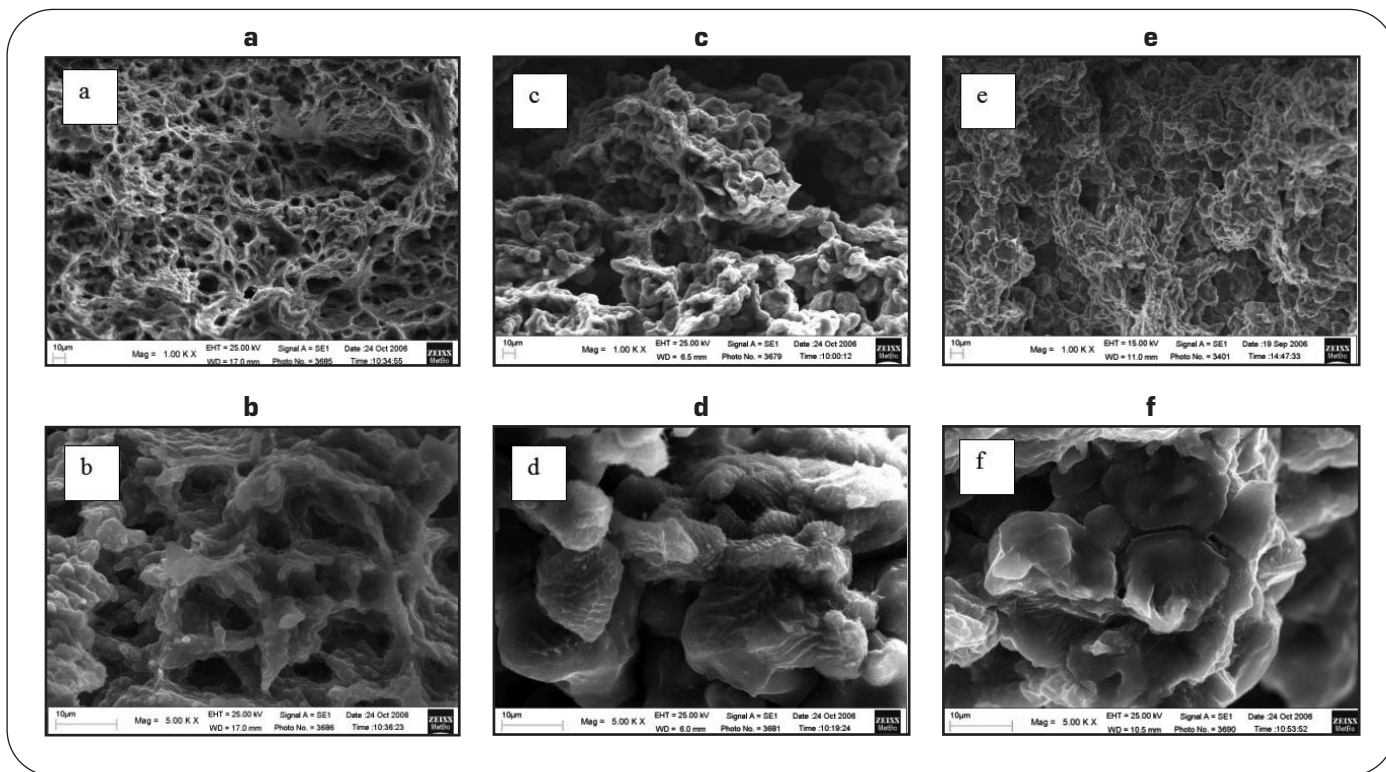


Fig. 9

Superfici di frattura osservate al microscopio elettronico a scansione dei campioni deformati a: 290 °C (a-b), 400 °C (c-d) e 440 °C (e-f).

SEM fracture surfaces of the samples tested at: 290 °C (a-b), 400 °C (c-d) and 440 °C (e-f).

quella degli afferraggi, probabilmente in conseguenza degli effetti della deformazione. È, infine, interessante osservare che i grani mantengono una morfologia equiassica anche dopo la deformazione (Fig. 8) e questo lascia ipotizzare che il meccanismo di deformazione prevalente sia lo scorrimento a bordo dei grani.

### Superfici di frattura

Le micrografie SEM in Fig. 9 (a-f), illustrano alcune morfologie di frattura caratteristiche dei provini deformati a 290, 400 e 440 °C, rispettivamente. Dall'analisi delle superfici di frattura è evidente come il fenomeno della cavitazione diventi sempre più importante all'aumentare della temperatura di prova. Nel campione deformato a 400 °C e che ha mostrato il maggior allungamento a rottura (370%) sono state rilevate zone di elevata concentrazione del flusso plastico ai bordi di grano (Fig. 9-d), che confermano il ruolo predominante dello scorrimento a bordo grano nella deformazione superplastica di questa lega.

### CONCLUSIONI

Sono state effettuate prove di trazione in regime di superplasticità sulla lega di magnesio AZ31 prodotta mediante Twin Roll Casting e successivamente laminata a caldo. Il materiale, caratterizzato da dimensioni fini dei grani, ha mostrato allungamenti a rottura caratteristici di un regime superplastico e sempre superiori al 300% nell'intervallo di temperature compreso fra 400 e 420 °C, con un valore massimo pari al 370% a 400 °C e con velocità di deformazione di  $1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Tali valori

sono correlabili alla favorevole microstruttura a grani fini ed equiassici, che si è mantenuta tale anche dopo la deformazione in regime di superplasticità; deformazione controllata dal meccanismo di scorrimento a bordo grano.

### RINGRAZIAMENTI

Questa ricerca è stata condotta con il contributo finanziario del MIUR, nell'ambito del progetto PRIN 2004: "Produzione e caratterizzazione di laminati sottili in leghe di magnesio per formatura plastica e superplastica", coordinato dal Prof. E. Evangelista.

### BIBLIOGRAFIA

- 1] Goken J, Bohlen J, Hort N, Letzig D, Kainer KU. Mater Sci Forum 2003;426-432:153
- 2] Avedesian M. M., and Baker H. in ASM Specialty Handbook. American Society for Metals, Materials Park, OH, 1999, p. 5.
- 3] Davis J. SAE Technical Paper #910551. SAE International, Detroit, MI, 1991.
- 4] Watanabe H, T Mukai, and Higashi K. Metallurgical and Materials Trans A Vol 32A, (4) 2001-923
- 5] Kubota K, Mabuchi M, Higashi K. J Mater Sci 1999;34:2255.
- 6] Xing H.L., Wang C.W., Zhang K.F., Wang Z.R.. Journal of Materials Processing Technology 151 (2004) 196-202
- 7] Watanabe H, Mukai T, Higashi K. Scripta Mater 1999;40:477.
- 8] Watanabe H, Mukai T, Kohzu M, Tanabe S, Higashi K. Acta Mater 1999;47:3753.

- 9] Mabuchi M, Ameyama K, Iwasaki H, Higashi K. Acta Mater 1999;47:2047.
- 10] Mohri T, Mabuchi M, Nakamura M, Asahina T, Iwasaki H, Aizawa T, et al. Mater Sci Eng A 2000;290:139.
- 11] Uoya A, Shibata T, Higashi K, Inoue A, Masumoto T. J Mater Res 1996;11:2731.
- 12] Mohri T, Mabuchi M, Saito N, Nakamura M. Mater Sci Eng A 1998;257:287.
- 13] Zelin MG. J Mater Sci Lett 1996;15:2068.
- 14] Nieh TG, Schwartz AJ, Wadsworth J. Mater Sci Eng A 1996;208:30.
- 15] Nieh TG, Wadsworth J. Scripta Metall Mater 1995;32:1133.
- 16] Lim S, Imai T, Nishida Y, Choh T. Scripta Metall Mater 1995;32:1713.
- 17] Kim J.S., Kaneko J., and Sugamata M.: J. Jpn. Inst. Met., 1992
- 18] Wu X., Liu Y. Scripta Materiali 46 (2002) 269–274 273
- 19] Langdon T.G. Mater. Trans. 40 (1999) 716-722.
- 20] Mukai T., Watanabe H., Higashi K. Mater. Sci. Tech. 11-12(2000) 1314-1319.
- 21] Mabuchi M., Higashi K. J. Mater. 50 (1998) 34-39.
- 22] Langdon T.G., Furukawa M., Horita Z., Nemoto M. J. Mater. 50 (1998) 41-45.
- 23] Wei Y.H., Wang Q.D., Zhu Y.P., Zhou H.T., Ding W.J., Chino Y., Mabuchi M. Materials Science and Engineering A360 (2003) 107-115
- 24] Valiev RZ, Islamgaliev RK, Alexandrov IV. Prog. Mater Sci 2000;45:103.
- 25] Mohri T., Mabuchi M., Nakamura M., Asahina T. Mater. Sci.Eng. A290 (2000) 139-144.
- 26] Horita Z, Matsubara K, Makii K, Langdon TG. Scripta Mater 2002;47:255.
- 27] Alexandrou F, Bardinet et al. J. Mater. Process. Technol. 96 (1999) 59–72.
- 28] Choi J.C., Park H.J., et al. J. Mater. Process. Technol. 80/81 (1998) 450–457.
- 29] Santos et al. J. Mater. Process. Technol.102 (1–3) (2000) 33–39 .
- 30] Kang G., Jung H.K., et al. J. Mater. Process. Technol. 11 (2001) 37–41.
- 31] Watari H., Davey K., Rasgado M.T., Haga T., Izawa S. Journal of Materials Processing Technology 155–156 (2004) 1662–1667
- 32] www.hydro.com
- 33] Xiao-dong HU, Dong-ying JU. Trans. Nonferrous Met. SOC. China 16(2006)s586-s590
- 34] Watari H, Haga T, Davey K, et al. Mater Sci Forum, 2003,426-432: 617-622.
- 35] www.matweb.com
- 36] Yin D.L., Zhang K.F., Wang G.F. et al., Materials Letters, (59) 2005, 1714-1718

## ABSTRACT

### **SUPERPLASTIC BEHAVIOUR OF THE AZ31 MAGNESIUM ALLOY PRODUCED BY TWIN ROLL CASTING**

**Keywords:** superplasticity, magnesium and magnesium alloys, Twin Roll Casting, Plastic Deformation, Rolling

Magnesium alloys are the lightest structural metallic material, characterized by high specific strength, high corrosion resistance and excellent damping behaviour. For these reasons magnesium alloys are attractive for various structural applications in automotive and aerospace fields.

Despite these advantages, however, magnesium has a low ductility at room temperature due to the hexagonal close-packed (HCP) structure. For this reason, magnesium components are generally produced by die-casting and thixoforming, but the resulting products have lower mechanical properties as compared with wrought products. Since magnesium alloys are more workable at elevated temperatures, because of the operation of additional slip systems, hot rolling and extrusion have been used to commercially produce magnesium plates and rods. Recently, to widen the application fields of Mg alloys, extensive research on superplastic forming (SPF) of Mg alloys have been carried out and some valuable results have been obtained. It is known that superplastic behaviour of metals is associated with a proper microstructure (fine,  $d < 10 \mu\text{m}$ , and equiaxed grains), high deformation temperature ( $T = 0.3 \div 0.4 T_m$ , where  $T_m$  is the melting temperature) and low strain rate (typically in the range  $10^{-5}$  to  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ). Very fine grain size enhances ductility, increases the strain rate for superplastic behaviour, favours grain boundary sliding (GBS) and also reduces the cavitation mechanisms. To develop a superplastic microstructure in magnesium alloys, such as AZ31, AZ61, AZ91, ZK60, different methods have been used: powder-metallurgy, rapid solidification, Vortex (especially for composite), Equal Channel Angular Extrusion and Pressing (ECAE – ECAP), High Pressure Torsion (HPT), hot rolling. ECAE – ECAP processed Mg alloys exhibited High Strain Rate Superplasticity, HSRS, that means superplasticity at strain rates higher than  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$ , but these techniques can not produce high amount of material. The aim of the present work was to study the superplastic behaviour of the

AZ31 magnesium alloy, with chemical composition in Table I and properties in Table II. The alloy was processed by Twin Roll Casting (TRC), a continuous casting process able to convert molten metals directly into a coiled strip (Figure 1). The TRC sheets were then heated at 400 °C for 2 hrs, then hot rolled (Tab. III). The superplastic behaviour of the AZ31 alloy was studied by uniaxial tensile tests (specimen geometry shown in Fig. 2) carried out at elevated temperatures, ranging from 290 to 440 °C under a strain rate of  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . The microstructural and fractographic characterization of the alloy before and after tensile testes was carried out by means of optical (OM) and scanning electron microscopy (SEM).

After TRC the microstructure of the AZ31 alloy consists of large grains of  $\alpha$ -Mg solid solution and eutectic  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  (Fig.3-a); after heating at 400 °C followed by rolling the microstructure is partially recrystallized, with some grains elongated along the rolling direction (Fig.3-b).

The results of the superplastic tests (Tab. IV and Figs. 4-5) show a superplastic behaviour of the alloy in the temperature range between 400 °C and 420 °C with elongation to failure always higher than 300% and with a maximum of 370% at 400 °C. The true strain-stress curves (Fig. 6) evidence a high dependence of the flow stress from the testing temperature: at 290 °C it quickly decreases after reaching the maximum value and fracture occurs with small elongation, while at 400 °C a well defined steady-state deformation stage can be seen, typical of a superplastic behaviour.

The microstructure of alloy after the superplastic deformation (Figs. 7-8) shows equiaxed grains with a slightly increased size (up to 20  $\mu\text{m}$ ) respect to the hot-rolled alloy (about 5  $\mu\text{m}$ ). Microstructural and fractographic analysis of the deformed specimens show that failure occurred by intergranular cavitation. The average size of intergranular cavities significantly increases with deformation temperature (Fig.7). These cavities develop in the tensile direction and their boundaries are characterized by irregular serrated shape, typically caused by grain boundary sliding (GBS). SEM analyses of the fracture surfaces confirmed that cavitation becomes more important with increasing the deformation temperature. In the sample tested at 400 °C and characterized by the highest elongation to failure (370%) many filaments at the grain boundaries were observed, typical of plastic flow concentration during grain boundary sliding.